

Ориентационная зависимость одностороннего и двустороннего эффектов памяти формы в монокристаллах ферромагнитного сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ (ат. %)

Осипович Ксения Сергеевна

Ефтифеева Анна Сергеевна

Томский государственный университет

Панченко Е. д.ф.-м.н., Чумляков Ю.И. д.ф.-м.н.

Osipovich_k@mail.ru

Ферромагнитные сплавы с памятью формы являются адаптивными материалами, проявляющие высокие магнитоиндуцированные деформации до 10 % [1]. Среди них Ni-Fe-Ga-(Co) является перспективным материалом, обладающим высокой пластичностью и энергией магнитно-кристаллической анизотропии. Выяснение закономерностей развития мартенситных превращений (МП) в данных сплавах и имеет научный и практический интерес для разработки принципов дальнейшего конструирования новых ферромагнитных сплавов, которые испытывают обратимые МП.

Теоретически рассчитано, что максимальное значение деформации превращения при сжатии составляет $\varepsilon_{\text{tr0}} = 6,2$ % [2]. При развитии $\text{B2}(\text{L}_{21})\text{-L}_{10}$ МП при постоянных напряжениях в циклах нагрев/охлаждение при проявлении ЭПФ обратимая деформация определяется деформацией превращения, которая включает в себя процессы образования сдвойнированного варианта мартенсита ε_{CVP} и его последующим раздвойникованием под нагрузкой $\varepsilon_{\text{detw}}$. Вклад раздвойникования в величину деформации превращения при деформации сжатием вдоль [001]-направления отсутствует $\varepsilon_{\text{detw}} = 0$ %, а при сжатии вдоль [110]-направления составляет почти 50 %: $\varepsilon_{\text{CVP}} \approx 3,0$ % и $\varepsilon_{\text{detw}} \approx 3,2$ %.

В настоящей работе на монокристаллах сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ (ат. %) исследовали влияние ориентации ([001] и [110]) на закономерности развития термоупругих $\text{B2}(\text{L}_{21})\text{-L}_{10}$ МП, проявление одностороннего и двустороннего эффектов памяти формы (ЭПФ и ДЭПФ) при охлаждение/нагреве в свободном состоянии и под действием постоянных внешних сжимающих напряжений.

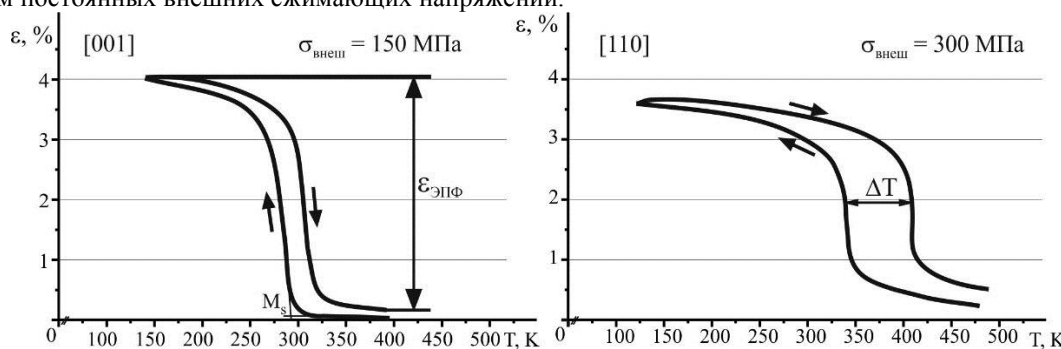


рис. 1. Кривые $\varepsilon(T)$ монокристаллов сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ (ат. %), ориентированных вдоль [001]- и [110]-направления

При охлаждение/нагреве под действием сжимающих напряжений монокристаллы, ориентированные вдоль [001]- и [110]-направлений, испытывают ЭПФ (рис. 1). Максимальная величина ЭПФ, полученная в работе, составляет $\varepsilon_{\text{ЭПФ}} \approx 3,7 \div 3,9$ %. Однако, в [001]-монокристаллов эта величина была достигнута при приложении внешних напряжений $\sigma_{\text{внеш}} = 150$ МПа, а в [110]-монокристаллов при значении внешних напряжений $\sigma_{\text{внеш}} = 350$ МПа. Таким образом, для роста ориентированного мартенсита в [001]-ориентации, где вклад раздвойникования отсутствует $\varepsilon_{\text{CVP}} = 0$ %, необходим меньший уровень внешних напряжений, чем в [110]-ориентации.

Раздвойникование кристаллов мартенсита под нагрузкой приводит к отклонению плоскости габитуса от инвариантного положения, что увеличивает рассеяние энергии при обратимых МП и определяет ориентационную зависимость термического гистерезиса ΔT . Для [001]-кристаллов ($\varepsilon_{\text{detw}} = 0$ %) величина термического гистерезиса ΔT^{001} практически не изменяется с ростом приложенных напряжений и равна 23 К. Для [110]-кристаллов ($\varepsilon_{\text{detw}} \neq 0$ %) термический гистерезис ΔT^{110} в 2 раза больше, чем ΔT^{001} и увеличивается с ростом внешних приложенных напряжений и при $\sigma_{\text{внеш}} = 350$ МПа он равен $\Delta T^{110} = 184$ К.

Исследование ДЭПФ приводили по кривым деформации от температуры $\varepsilon(T)$, которые были получены при охлаждении/нагреве в свободном состоянии (прикладывали минимальные внешние напряжения $\sigma_{\text{внеш}} < 2$ МПа, необходимых для закрепления образца в захватах установки). Экспериментально показано, что ДЭПФ не наблюдается без дополнительных тренировок в монокристаллах сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$, ориентированных вдоль [001]- и [110]-направлений. Для наведения ДЭПФ потребовалась следующая

термомеханическая тренировка: термоциклирование через интервал прямых и обратных МП под действием внешних сжимающих напряжений. В [001]-кристаллах, ДЭПФ с величиной $\varepsilon_{\text{ДЭПФ}}^{001} = (1,2 \pm 0,2) \%$ был реализован после тренировки при 150 МПа. В монокристаллах, ориентированных вдоль [110]-направления, после такой же тренировки было получено значение $\varepsilon_{\text{ДЭПФ}}^{110} = (0,7 \pm 0,2) \%$. В данной ориентации максимальное значение $\varepsilon_{\text{ДЭПФ}}^{110} = (1,0 \pm 0,2) \%$ наблюдается после тренировок под действием $\sigma_{\text{внеш}} = 350$ МПа. Однако, такая тренировка приводит к охрупчиванию монокристалла сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$, ориентированного вдоль [110]-направлений.

Таким образом, на монокристаллах сплава $\text{Ni}_{51}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_4$ исследована ориентационная зависимость ЭПФ и ДЭПФ при развитии МП в циклах охлаждения/нагрев под действием внешних сжимающих напряжений и в свободном состоянии. Показано, что наличие вклада раздвойникового кристаллов мартенсита в деформацию превращения при развитии МП под нагрузкой определяет величину термического гистерезиса ΔT , критические напряжения образования ориентированного мартенсита и величину ДЭПФ.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 16-19-10250.

Список публикаций:

- [1] Sozinov A., Likhachev A.A., Lanska N., Ullakko K. // *Applied Physics Letters*. 2002. T. 80. P. 1746.
[2] Hamilton R.F., Sehitoglu H., Efsthathiou C., Maier H.J. // *Acta Materialia*. 2007. T. 55. P.4867.

Механическое диспергирование металлических стекол

Панишев Сергей Алексеевич

Южно-Уральский государственный университет, филиал в г. Златоусте

Соколова Наталья Марковна, к.ф.-м.н.

Panishef.serega@mail.ru

Для получения металлов в аморфном состоянии расплавленный металл льют на вращающийся барабан, на котором он быстро охлаждается. Скорость охлаждения при этом составляет 10^4 — 10^5 °C/с. Тогда кристаллическая решетка образовываться не успевает, структура материала остаётся однородной. Толщина аморфной ленты при этом меняется от 20 до 30 мкм. Ленты толщиной свыше 32 мкм отбраковывают. Замечено, что при этой толщине уже начинается процесс кристаллизации, теряется однородность. Тонкие аморфные ленты, как и все стекла, очень хрупкие и скользкие. При испытании на растяжение их очень сложно закрепить на установке, при этом образуются трещины. Они образуются ещё и потому, что при производстве у лент обрезают края. Это влияет на конечный результат механических испытаний, и приводит к большому разбросу полученных данных. Поэтому «получение достоверной информации маловероятно. Испытание на растяжение имеет существенные недостатки, часть из которых неустранима принципиально» [1].

В [2] была рассмотрена возможность судить о механических свойствах аморфных металлов: по энергии, затраченной на размельчение образца при трении его об абразив. В этом случае отделение каждой частицы с поверхности образца связано с теми же процессами, которые происходят при растяжении в месте его разрыва. При трении об абразив часть образца превращается в порошок, масса которого тем меньше, чем прочнее образец. Энергия (работа) — A , затраченная на его образование может быть определена на опыте по возникающей в процессе трения силе (она является суммой сил, приложенных к каждой из оторвавшихся частиц). Удельное значение этой энергии (работы) — a — будет характеризовать испытываемое вещество.

На установке для определения работы A против сил трения образец прижат к абразиву, скользящему под ним. Сила, с которой абразив увлекает образец, действует на упругое кольцо с тензодатчиками. Возникающий в датчиках сигнал принимает специально созданный для этого электронный блок, фиксирующий усилие через каждые 0,1с. Он же передает данные на компьютер, где в специальной программе чертится диаграмма зависимости силы, от пройденного образцом пути, и по ней вычисляется работа A по преодолению силы трения.

В [2] приведены результаты измерений удельной энергии диспергирования аморфных лент для восьми разных марок и их исходных материалов — металлов, находящихся в обычном кристаллическом состоянии. Оказалось, что ошибка в определении этой величины у лент и у монолитов одинакова — порядка десяти процентов. Значит, удельная работа диспергирования может служить достаточно стабильной характеристикой механических свойств металлических стекол. Значение же этой величины, в каждом из исследованных случаев у лент несколько ниже, чем у монолитов. Замечено так же, что при толщинах ленты 29,4 мкм разброс значений удельной работы резко возрастает до 34,7%. При этом a уже нельзя считать определенным. Возрастание ошибки объясняется нарушением однородности ленты в результате начала кристаллизации.